УДК 621.791.72

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ ПОКРЫТИЙ С ПОМОЩЬЮ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

С.Ф. Гнюсов, Д.А. Маков, В.Г. Дураков*

Томский политехнический университет
*ИФПМ СО РАН. г. Томск
E-mail: makov80@mail.ru

Проведено изучение структуры, микротвердости и износостойкости аустенитных покрытий с карбидным упрочнением, нанесенных с помощью аргонодуговой наплавки. Установлено, что в процессе наплавки и старения в покрытии формируется структура с мультимодальным распределением частиц упрочняющей фазы по размерам, которая приводит к равномерному распределению микротвердости и повышению абразивной износостойкости упрочненного слоя.

Введение

Известно [1, 2], что высокие механические характеристики аустенитным сталям обеспечивают их дополнительным легированием карбидообразующими элементами с последующей термической обработкой, которая включает закалку и дисперсионное твердение. В настоящее время разработана целая группа аустенитных сталей с дисперсным упрочнением, а также композиционные материалы на их основе [3], имеющие одновременно высокую пластичность, прочность и износостойкость по всему объему материала. Это происходит потому, что аустенит в силу своей вязкости хорошо удерживает карбидные частицы. Кроме того, дополнительное упрочнение может быть достигнуто переводом аустенитной матрицы в метастабильное состояние, что позволяет ей дополнительно упрочняться в процессе эксплуатации за счет деформационного мартенситного превращения. Также в аустените может растворяться значительное количество легирующих элементов, а дальнейшая термическая обработка способствует их выделению в виде дисперсных твердых фаз. Такая технология получения материалов формирует композитную структуру, состоящую из исходных и вновь выделившихся, в процессе старения дисперсных карбидов.

Однако использование таких сталей для изготовления цельных деталей и узлов в большинстве случаев экономически не оправдано, а широко применяемые в промышленности методы упрочнения рабочих поверхностей изделий не обеспечивают равномерного распределения упрочняющих фаз по толщине наплавки [4]. Это приводит к неравномерности износа изделий в ходе эксплуатации и, как следствие, к преждевременному выходу из строя механизмов и машин.

В настоящее время в качестве способа формирования упрочненных покрытий интенсивно разрабатывается и применяется технология электронно-лучевой наплавки в вакууме [5]. Она позволяет организовать микрометаллургический процесс наплавки с минимальным воздействием на подложку и формированию упрочненного слоя, толщина которого регулируется в широких пределах (до 10 мм). Концентрированный ввод энергии и значительный перегрев сварочной ванны в зоне действия электронного луча способствует растворению твердых частиц, а минимальное время существования сварочной ванны за счет большой скорости охлаждения расплавленного металла – формированию твердого раствора легирующих элементов в аустените.

Большинство наплавочных работ производится в производственных условиях на крупногабаритные детали сложной формы, что не позволяет применять метод электронно-лучевой наплавки. Аргонодуговая технология в этом случае остается наиболее широко применяемой в производственных условиях, но она не обеспечивает получение работоспособной структуры по всей толщине упрочненного слоя. Более того, использование перспективных аустенитных наплавочных материалов с карбидным упрочнением, требует применения дополнительной термической обработки для создания качественного покрытия.

Исходя из выше изложенного, целью данной работы является изучение структуры, фазового состава, износостойкости и возможности получения мультимодального распределения частиц упрочняющей фазы по размерам при использовании аргонодуговой наплавки.

Материалы и методы исследования

Покрытие формировали при помощи ручной дуговой наплавки неплавящимся электродом в среде инертного газа. В качестве защитного газа применялся аргон высшего сорта по ГОСТ 10157-73. Валики толщиной 3...4 мм и шириной 20 мм формировались за 1 проход, на массивной пластине из Стали 30. Их поверхность характеризуется незначительной чешуйчатостью, отсутствием трещин и пор. В качестве присадочного материала для наплавки применяли трубчатые порошковые электроды. Были наплавлены две серии образцов. Подробный химический состав наплавляемых электродов представлен в таблице.

Заполняющую шихту получали смешиванием порошков исходных компонентов, которые далее засыпались в трубчатый электрод, утрамбовывались, после чего производился их отжиг при давлении 10^{-5} Па для улучшения технологических свойств.

Таблица. *Химический состав электродов*

Номер образца	Содержание элемента, вес. %						
	Fe	Ni	C	Mn	Mo	V	WC
426	остальное	–	0,9	20,0	4,0	4,0	15,0
427	остальное	20,0	–	–	4,0	4,0	15,0

Термическую обработку – старение наплавленных покрытий согласно исследованиям [6], проводили при температуре 600 °С в течение одного часа с последующим охлаждением на воздухе.

Структуру композиционных покрытий исследовали на поперечных шлифах с помощью оптического микроскопа "AKSIOVERT 25". Определение количественных характеристик микроструктуры проводили линейным и точечным методами по методике, изложенной в [7]. Рентгеноструктурный анализ осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-УМ1 с фильтрованным $Cu_{K\alpha}$ излучением. Микротвердость по толщине наплавки измеряли на поперечных шлифах на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 1 Н. Абразивную износостойкость определяли при износе о не жесткозакрепленные абразивные частицы (ГОСТ 23.208-79).

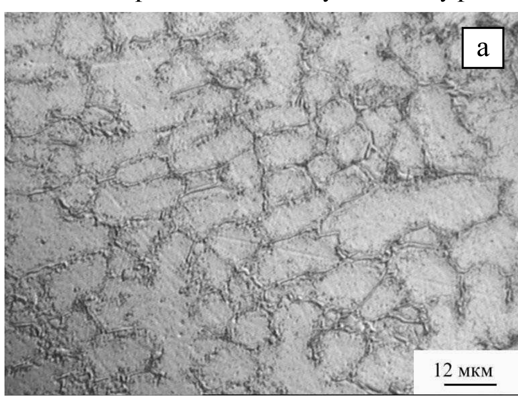
Результаты и их обсуждение

Структура покрытий на основе никеля представляет собой однофазную матрицу с частицами упрочнителя (рис. 1, *а*), основное количество которых располагается вдоль границ зерен и в меньшей степени в их объеме. Средний размер этих частиц составляет *d*=3,3 мкм. Уже непосредственно после наплавки наблюдается мультимодальность в распределении твердых частиц по размерам (рис. 3, *а*), что характеризуется тремя явно просматривающимися максимумами: 2,5, 8 и 14 мкм.

Микроструктура покрытий на основе марганцовистого аустенита несколько отличается от предыдущей тем, что в процессе наплавки по всему объему формируется дендритная структура упрочняющей фазы, которая находится в аустенитно-мартенситной матрице (рис. 1, *б*). По данным рентгеноструктурного анализа количество α-фазы не превышает 3...5 об. %. Дендриты представляют собой сложный карбид типа M_6C, что хорошо согласуется с литературными данными [8], где рассматривается литая структура высоколегированных быстрорежущих сталей.

Необходимо отметить, что во всех образцах монокарбид вольфрама полностью растворяется при наплавке в жидкой металлической ванне, а при последующем охлаждении выделяется в виде карбидов типа M_6C. В зависимости от системы легирования матрицы наблюдается различная морфология упрочняющей фазы: в никелевом аустените – равноосные частицы, в марганцовистом – дендриты.

Известно [1, 6], что при старении аустенитных сталей, легированных карбидообразующими элементами, происходит выделение дисперсных частиц. В случае наплавки таких сталей наиболее работоспособная структура (по объему и размеру карбидных выделений), с точки зрения износостойкости, соответствует температуре старения 600 °С в течение 1 ч. Электронно-лучевой метод позволяет одновременно проводить наплавку и старение в ходе самого технологического процесса нанесения покрытия путем регулирования энергетических параметров электронного пучка [6]. При аргонодуговом методе наплавки нельзя объединить операции наплавки и старения, поэтому была проведена дополнительная термическая обработка по вышеуказанному режиму.



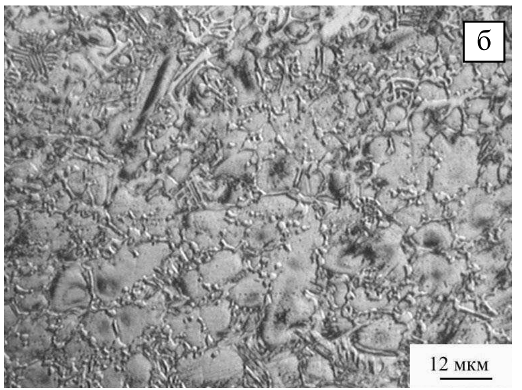
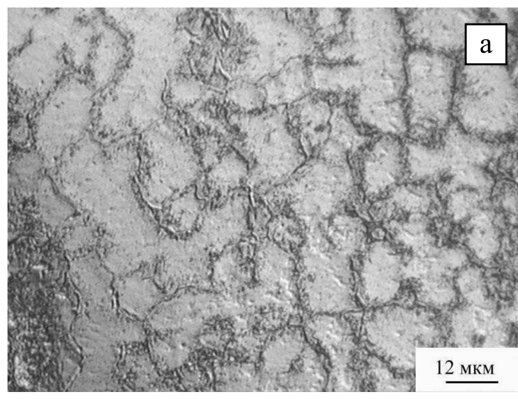


Рис. 1. *Микроструктура покрытий после наплавки в образцах: а) № 427, б) № 426*

На рис. 2 и 3 представлена микроструктура покрытия после наплавки и последующего старения и распределение частиц упрочняющей фазы по размерам. Сравнивая полученные данные с исходной структурой (рис. 1), видно, что при старении мультимодальность в распределении твердых частиц не только сохраняется, но и более явно проявляется в виде трех четких максимумов: 4, 11 и 15 мкм (рис. 3, *б*). При этом в образцах, на основе никелевого аустенита, наблюдаются два процесса, влияющих на размер карбидных выделений. Это коагуляция частиц вдоль границ зерен, которая приводит к увеличению их среднего размера с 3,3 до 5,4 мкм и к смещению пиков мультимодальности в сторону больших размеров (рис. 2, *а*). Наблюдается также выпадение дисперсных частиц вдоль границ зерен и в их объеме.

При этом количество мелких частиц остается преоблад ающим, а размер зерна матрицы уменьшается с 9,5 до 8,5 мкм, и она после старения остается в однофазном (γ-фаза) состоянии.



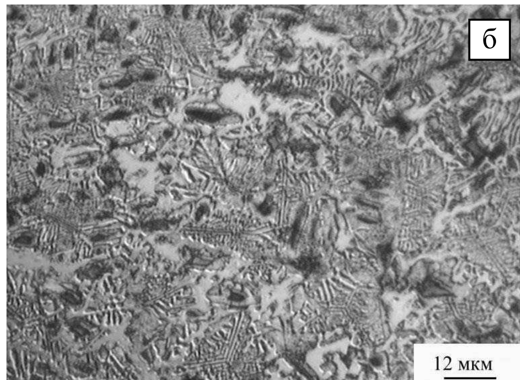
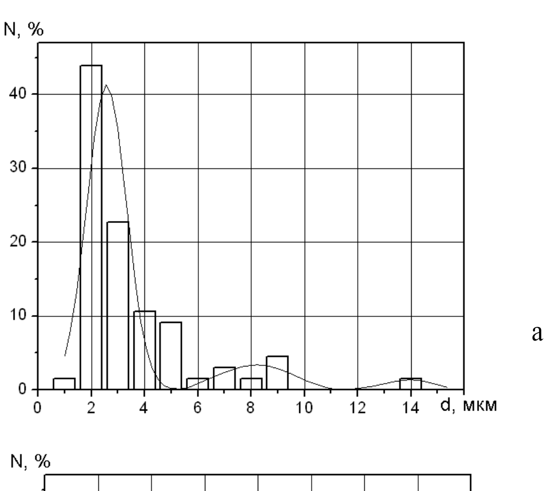


Рис. 2. *Микроструктура покрытий после наплавки и старения в образцах: а) № 427, б) № 426*



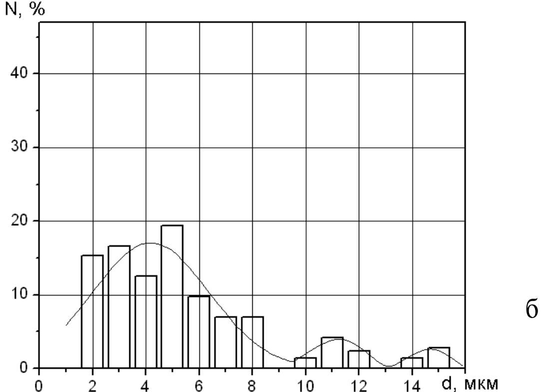
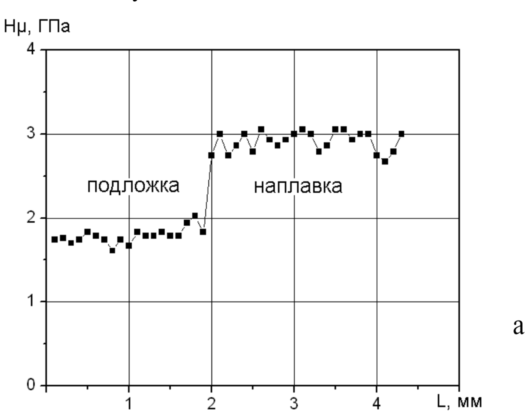


Рис. 3. *Распределение частиц твердой фазы N=f(d) по размерам в образце № 427: после наплавки (а) и старения (б)*

В образцах на основе марганцовистого аустенита, старение вызывает выделение дисперсных равноосных частиц карбида типа M_6C при сохранении первичных двойных карбидов, имеющих дендритную морфологию. Сохранение данной структуры первичных карбидов связано с тем, что температура отжига 600 °С мала для их перекристаллизации в равноосную форму и стабильную фазу монокарбида вольфрама. Данная перекристаллизация согласно [9] активно происходит при температуре отжига 1050...1100 °С в течение 20 мин.

Выпадение равноосной, дисперсной твердой фазы в марганцовистом аустените в ходе старения происходит как по границам зерен, так и в самом зерне (рис. 2, *б*). Дополнительное выделение карбидов M_6C в состав которых по данным [10] входит, наряду с вольфрамом и молибденом, марганец приводит к обеднению твердого раствора по марганцу и углероду [11], что способствует частичному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в ходе старения и увеличению содержания α-фазы до 9...11 %.

Также необходимо отметить что процессы, происходящие при старении в образцах и связанные с выпадением дисперсных частиц, приводят к изменению соотношения между объемным содержанием твердых частиц и матрицы. Так, в марганцовистом аустените при старении происходит увеличение содержания твердых частиц с 28 до 42 об. %, а в никелевом аустените – с 25 до 32 об. %.



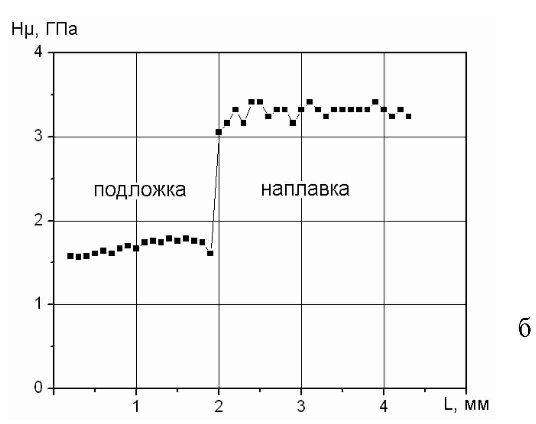


Рис. 4. *Изменение микротвердости H_μ по толщине наплавки L в образце № 427: после наплавки (а) и старения (б)*

Данные структурные превращения, в процессе термической обработки, приводят к изменению характера распределения микротвердости в наплавленном слое (рис. 4). Непосредственно после наплавки распределение микротвердости в наплавленных образцах (рис. 4, *а*) носит неравномерный характер. Это связано с первоначальным распределением карбидных частиц в наплавленном слое. При старении, за счет процесса дополнительного выделения дисперсных карбидов во всем объеме зерна, происходит сглаживание этой неравномерности. Что способствует как уменьшению разброса значений микротвердости по толщине упрочненного слоя, так и увеличению ее среднего значения от 2,9 до 3,4 ГПа.

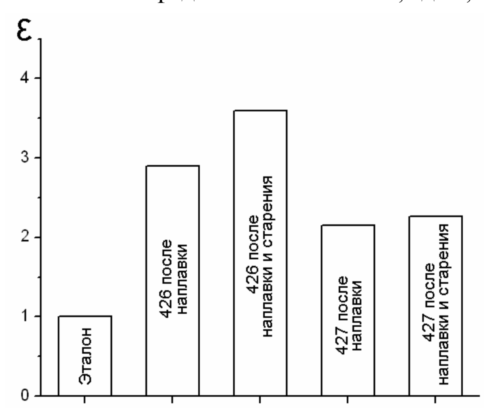


Рис. 5. *Значение величины относительной износостойкости ε исследуемых образцов после наплавки и термической обработки*

Данный эффект положительно сказывается на повышение износостойкости наплавки (рис. 5). Это выражается в увеличении износостойкости покрытий независимо от системы легирования аустенита. При этом видно, что образцы, наплавленные составом на основе марганцовистого аустенита, имеют меньший износ по сравнению с образцами на основе никелевого аустенита. Это связано с более однородной структурой покрытия на основе марганцовистой матрицы, формирующейся уже на этапе аргонодуговой наплавки. Кроме того, для образцов серии № 426 старение вызывает большее увеличение износостойкости (примерно на 20 %). Такое поведение состава объясняется большим количеством твердых частиц, которые выделяются в результате старения и их равномерным распределением по объему упрочненного слоя.

Выводы

1. Установлен различный характер формирования первичной структуры аустенитных покрытий при аргонодуговой наплавке: для никелевого аустенита – равноосные зерна γ-твердого раствора с мультимодальным распределением по размерам равноосных частиц упрочняющей фазы в основном по периметру зерна; для марганцовистого – равноосные зерна α- и γ-фаз с дендритным строением карбидов типа M_6C.
2. Старение наплавленных покрытий способствует выделению дисперсных карбидов M_6C, независимо от их системы легирования, при сохранении морфологических признаков первичных дендритных карбидов. В образцах на основе никелевого аустенита происходит коагуляция и выпадение дисперсных частиц по всему объему зерна с сохранением и более явным проявлением мультимодальности в их распределении. Выделение дисперсных карбидов приводит к выравниванию и увеличению среднего значения микротвердости по толщине наплавки.
3. Показано, что независимо от системы легирования старение наплавленных образцов приводит к увеличению износостойкости. Наиболее интенсивно (примерно на 20 %) износостойкость увеличивается в образцах на основе марганцовистого аустенита, что связано с равномерным распределением упрочняющей фазы в объеме зерна, переводом γ-фазы в метастабильное состояние за счет обеднения твердого раствора по марганцу и углероду о чем свидетельствует дополнительное увеличение содержания α-фазы на 4...6 об. % в ходе старения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Косицина И.И., Сагарадзе В.В., Хакимова О.Н. Особенности дисперсионного твердения аустенитных сталей с различной основой // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 84. – № 1. – С. 112–130.
2. Меськин В.Н. Основы легирования стали. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
3. Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н., Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Козлов Э.В. Фрактографические и микроструктурные аспекты деформации и разрушения твердого сплава WC-сталь 110Г13 // Металлы. – 1995. – № 1. – С. 115–120.
4. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. – М.: Машиностроение, 1969. – 187 с.
5. Панин В.Е., Белюк С.И., Дураков В.Г. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.
6. Гнюсов С.Ф., Дураков В.Г., Маков Д.А., Формирование мультимодальной структуры аустенитных покрытий с карбидным упрочнением // Сварка и контроль-2004: Тезисы докл. 23 Межд. конф. – 17–20 мая, Пермь, 2004. – Т. 3. – С. 170.
7. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
8. Таран Ю.Н., Нестеренко А.М. Строение карбида M_6C в литых быстрорежущих сталях системы Fe-Mo-C // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1977. – № 11. – С. 49–53.
9. Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н. Фазовые превращения в стали Г13 при добавлении карбида вольфрама // Известия вузов. Черная металлургия. – 1990. – Т. 32. – № 8. – С. 61–63.
10. Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н., Козлов Э.В. Структурно-фазовый анализ спеченного твердого сплава WC-30 % сталь 110Г13 // Известия вузов. Физика. – 1993. – Т. 36. – № 5. – С. 96–99.
11. Гнюсов С.Ф., Кульков С.Н., Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Козлов Э.В. Исследование характера деформации твердого сплава WC-сталь 110Г13 // Известия вузов. Физика. – 1994. – Т. 37. – № 2. – С. 28–35.